



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **07090478 A**(43) Date of publication of application: **04.04.95**

(51) Int. Cl.

**C22C 38/00**  
**C21D 8/02**  
**C22C 38/54**

(21) Application number: **05227359**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(22) Date of filing: **13.09.93**(72) Inventor: **ISHIKAWA TADASHI**  
**TAKEZAWA HIROSHI**

(54) **STEEL SHEET GOOD IN FATIGUE FRACTURE  
 PROPAGATING RESISTANCE AND ITS  
 PRODUCTION**

(57) Abstract:

**PURPOSE:** To improve the fatigue strength in the sheet thickness direction of a steel sheet by allowing a microscopic striped secondary phase having hardness higher than that of a mother phase to exist by a certain amt. in the rolling direction of the steel sheet.

**CONSTITUTION:** A striped secondary phase B existing in the rolling direction of a steel sheet is scattered by the area ratio of 5 to 50% in a mother phase A. At this

time, the hardness (Hv) of the secondary phase B is made higher than that of the mother phase by  $\approx 30\%$ . Furthermore, in the secondary phase, preferably, the aspect ratio is regulated to  $\approx 4$ , and the length is regulated to  $\approx 20\mu\text{m}$ . The compsn. of the steel is regulated to the one, at least, contg. 0.02 to 0.2% C, 0.01 to 1.0% Si,  $\approx 0.01\%$  P, 0.01 to 0.2% Al and 0.3 to 2.0% Mn, and the balance Fe with inevitable impurities. For the purpose of improving the strength of the base metal and the toughness of the joint, Ni, Cu, Mo, Nb, Ti, B, V, rare earth elements or the like may be added according to necessary.

COPYRIGHT: (C)1995,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-90478

(43) 公開日 平成7年(1995)4月4日

(51) Int.Cl.<sup>6</sup>

C 2 2 C 38/00

C 2 1 D 8/02

C 2 2 C 38/54

識別記号

3 0 1 A

庁内整理番号

B 7217-4K

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数12 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号

特願平5-227359

(22) 出願日

平成5年(1993)9月13日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 石川 忠

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式  
会社大分製鐵所内

(72) 発明者 竹澤 博

大分市大字西ノ洲1番地 新日本製鐵株式  
会社大分製鐵所内

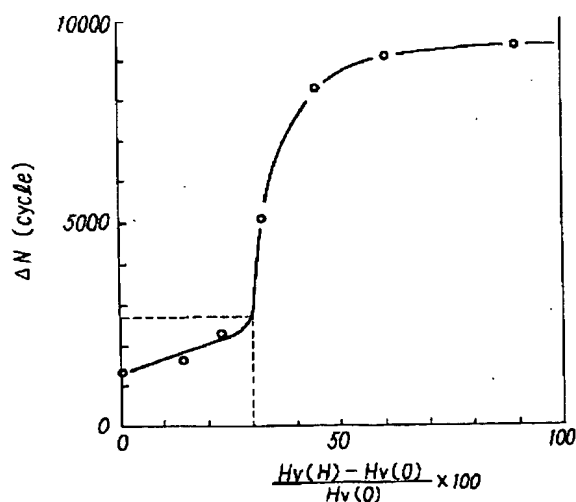
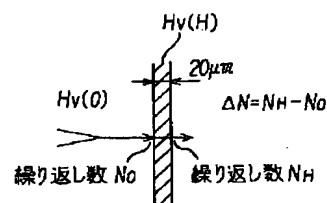
(74) 代理人 弁理士 茶野木 立夫 (外1名)

(54) 【発明の名称】 耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、疲労強度を向上させるために、板厚方向へ進展する亀裂に対しその伝播を阻止させる組織制御を実施した鋼板とその製造技術を提供することを課題とするものである。

【構成】 鋼板圧延方向に延在する縞状の第二相Bが母相A内に5～50%の面積率で散在することを特徴とする微視組織において、第二相Bの硬さH<sub>v</sub>が母相Aの硬さH<sub>v</sub>より30%高いことを特徴とする耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。



1

## 【特許請求の範囲】

【請求項 1】 鋼板圧延方向に延在する縞状の第二相 B が母相 A 内に 5～50% の面積率で散在することを特徴とする微視組織において、第二相 B の硬さ H<sub>v</sub> が母相 A の硬さ H<sub>v</sub> より 30% 以上高い耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 2】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲で、残部が Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 1 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 3】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Ti : 0.007～0.020%、

Nb : 0.003～0.020%、

B : 0.0003～0.0010%

のうちの 1 種類以上をも含み、残部が実質的に Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 1 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 4】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Cu : 0.1～1.0%、

Ni : 0.1～3.7%

のうちの 1 種類以上をも含み、残部が実質的に Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 1 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 5】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Ti : 0.007～0.020%、

Nb : 0.003～0.020%、

B : 0.0003～0.0010%、

2

Cu : 0.1～1.0%、

Ni : 0.1～3.7%

のうちの 2 種類以上をも含み、残部が実質的に Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 1 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

【請求項 6】 鋼板圧延方向に延在する縞状の第二相 B が母相 A 内に 5～50% の面積率で散在し、微視組織において、硬さ H<sub>v</sub> が母相 A の硬さ H<sub>v</sub> より 30% 以上高い第二相 B がアスペクト比（縦長／幅）で 4 以上、長さが 20 μm 以上である耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 7】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲で、残部が Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 6 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 8】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Ti : 0.007～0.020%、

Nb : 0.003～0.020%、

B : 0.0003～0.0010%

のうちの 1 種類以上をも含み、残部が実質的に Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 6 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 9】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn : 0.3～2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Cu : 0.1～1.0%、

Ni : 0.1～3.7%

のうちの 1 種類以上をも含み、残部が実質的に Fe と不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項 6 に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

## 【請求項 10】 少なくとも

C : 0.02～0.2%、

Si : 0.01～1.0%、

P : 0.01% 以下、

Al : 0.01～0.2%、

Mn: 0.3~2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Ti: 0.007~0.020%、

Nb: 0.003~0.020%、

B: 0.0003~0.0010%、

Cu: 0.1~1.0%、

Ni: 0.1~3.7%

のうちの2種類以上をも含み、残部が実質的にFeと不可避免的に含有する不純物元素よりなる請求項6に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

【請求項11】 少なくとも

C: 0.02~0.2%、

Si: 0.2~1.0%、

P: 0.01%以下、

Al: 0.01~0.2%、

Mn: 0.3~2.0%

の範囲である化学成分を有し、更に

Ti: 0.007~0.020%、

Nb: 0.003~0.020%、

B: 0.0003~0.0010%、

Cu: 0.1~1.0%、

Ni: 0.1~3.7%

のうちの1種類以上を必要に応じて含み、かつ、

Cr: 1%以下、

Mo: 1%以下

で、残部が実質的にFeと不可避免的に含有する不純物元素よりなり、

$A03 = 0.9\%Cr - 10.5\%Mo + 7.4\%Ni + 7.5\%Mn - 12.7\%Si > 0$ とした溶接構造用鋼をAr<sub>3</sub>点以上の未再結晶域で圧下率60%以上の圧延後、該圧延終了温度からAr<sub>3</sub>-50℃までを冷却速度3℃/sec以下で冷却し、更に冷却速度5℃/sec以上で冷却する請求項1に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板の製造方法。

【請求項12】 請求項10に加えて、必要に応じ、熱処理を適用する請求項1に記載された耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、溶接構造物の疲労強度を向上させるために、鋼板組織内に、層状に硬化層を配列させることにより、疲労亀裂に先立つ塑性域の広がりを抑制し、亀裂進展を遅延させる高疲労強度鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 構造物の軽量化、大容量化の要求に応え、構造用鋼板の高強度化が急速に進んでいる。しかしながら、繰り返し荷重を受ける構造物では、降伏強度のみならず疲労強度を考慮しなければならず、高強度化の

ニーズに 대응することができない場合があり、疲労強度の向上が切望されている。特に、溶接構造物では溶接止端部から疲労亀裂の発生する場合が多く、鋼材の強度を向上させても疲労強度は殆ど向上しない。溶接構造物の疲労強度は、主として溶接部の止端部形状によって支配されることが知られており、溶接部の止端部処理等の疲労強度向上策が適用されることがある。しかし、止端部処理は、構造物の建造工数を増大させるばかりでなく、溶接部位によっては止端部処理が実施できない場合も多く、鋼材面から疲労強度向上が切望されている。

【0003】 溶接継手部の疲労破壊は一般に応力集中の大きな溶接止端部から発生するため、発生特性は溶接止端部形状に大きく影響され、鋼材組成、組織には殆ど影響しないことが知られている。そこで、鋼材組織を制御して疲労特性を向上させるためには止端部で発生した板厚方向への疲労亀裂の伝播を遅延させることが有効である。疲労亀裂伝播を遅延させるためには、疲労亀裂伝播面に垂直方向に亀裂を分岐させることが有効であることが Proceedings of an international conferencesponsored by Metals Society(21-23, October, 1981, London) のP. 79~に記載されている。また同様な方法として日本造船学会論文集Vol. 169, pp. 257-266では微小セパレーションによる疲労亀裂伝播速度向上効果を示しており、セパレーション指数が大きい程微小セパレーションも発生しやすいとの報告がなされている。しかしながら、西部造船学会報ではセパレーション指数のきわめて大きな鋼板(SI<sub>max</sub>: 0.8)でも廻し溶接曲げ疲労強度の改善は顕著ではなく、新たな技術が求められている。

【0004】 また、鋼板の板厚方向に強度差を単調かつ連続的に付与して、板厚貫通亀裂の伝播速度を小さくさせる技術が特開平3-291355号公報に開示されている。しかし、この方法は板厚方向へ単調で非対象な強度分布を付与させるために製造過程での変形の回避が難しく、その後の矯正工程が必要となる。また、ΔKの大きい方がその遅延効果が顕著なため、強度が一定勾配で変化する当該発明材では、亀裂進展の初期での遅延効果は期待できず、更に新たな技術が切望されている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、疲労強度を向上させるために、板厚方向へ進展する亀裂に対しその伝播を阻止させる組織制御を実施した鋼板とその製造技術を提供することを課題とするものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明の要旨は次の通りである。

(1) 鋼板圧延方向に延在する縞状の第二相Bが母相A内に5~50%の面積率で散在することを特徴とする微視組織において、第二相Bの硬さH<sub>v</sub>が母相Aの硬さH<sub>v</sub>より30%以上高いことを特徴とする耐疲労亀裂進展

特性の良好な鋼板。

(2) 鋼板圧延方向に延在する縞状の第二相Bが母相A内に5~50%の面積率で散在することを特徴とする微視組織において、硬さHvが母相Aの硬さHvより30%以上高い第二相Bがアスペクト比(縦長/幅)で4以上、長さが20μm以上であることを特徴とする耐疲労亀裂進展特性の良好な鋼板。

【0007】(3) Pを0.01% (wt%) 以下とし、 $A03 = 0.9\%Cr - 10.5\%Mo + 7.4\%Ni + 7.5\%Mn - 12.7\%Si > 0$  とし、かつSiを0.20%以上とした溶接構造用鋼をAr<sub>3</sub>点以上の未再結晶域で圧下率60%以上の圧延後、該圧延終了温度からAr<sub>3</sub>-50℃までを冷却速度3℃/sec以下で冷却し、更に冷却速度5℃/sec以上で冷却することを特徴とする製造方法。

(4) 必要に応じ、熱処理を適用することを特徴とする(3)の製造方法。

なお、ここで母相とは、所定の領域において50%以上の占有率を占める主体となる微視組織である。

【0008】本発明において、対象とする構造用鋼は、例えば前記した特公昭58-14849号公報に記載され、次記するように、通常の溶接構造用鋼が所要の材質を得るために、従来から当業分野での活用で確認されている作用・効果の関係を基に定めている添加元素の種類と量を同様に使用して同等の作用と効果が得られる。従って、これ等を含む鋼を本発明は対象鋼とするものであるが、主要な成分として少なくとも次の元素が、C: 0.02~0.2%、Si: 0.01~1.0%、P: 0.01%以下、Al: 0.01~0.2%、Mn: 0.3~2.0%の範囲である化学成分を有する鋼板における上記の第一から第四の手段も本発明に含まれるものである。

【0009】ここに、本発明の要旨とするところは、降伏強度の異なる微視組織相を層状に存在させることを特徴とする、耐疲労亀裂進展性に優れた大型溶接構造用鋼である。大型溶接構造用鋼とは、海洋構造物、橋梁、船舶等であって、それらの使用する鋼板としては、一般に、板厚6~200mm程度のいわゆる厚板である。本発明の組織構成であれば、とくに成分の規定は受けませんが、化学成分の面から本組織を生成しやすい製造方法として、次のような成分規制は本発明の範囲とするものである。

【0010】各成分元素とその添加理由と量を以下に示す。Cは、鋼の強度を向上する有効な成分として添加するものであるが、0.20%を超える過剰な含有量では、溶接部に島状マルテンサイトを大量に析出し、鋼の靱性を著しく劣化させるので、0.20%以下に規制する。Siは溶鋼の脱酸元素として必要であり、また強度増加元素として有用であり、ミクロ偏析部にマルテンサイトを生成しやすくするために、0.2%以上とする。

また、1.0%を超えて過剰に添加すると、鋼の加工性を低下させ、溶接部の靱性を劣化させるので、添加量を0.20~1.0%に規制する。

【0011】Mnも脱酸成分元素として必要であり、0.3%未満では鋼の清浄度を低下し、加工性を害する。また鋼材の強度を向上する成分として0.3%以上の添加が必要である。しかし、Mnは変態温度を下げるので、過剰の添加により2相域圧延温度が下がりすぎ、変形抵抗の上昇をきたすので、2.0%を上限とする。AlおよびNは、Al窒化物による鋼の微細化の他、圧延過程での固溶、析出により、鋼の結晶方位の整合および再結晶に有効な働きをさせるために添加する。しかし、添加量が少ない時にはその効果がなく、過剰の場合には鋼の靱性を劣化させるので、Al: 0.001~0.20%、N: 0.020%以下に限定する。

【0012】以上が、本発明が対象とする鋼の基本成分であるが、母材強度の上昇のためにNi, Cu, Mo, Nb, V等の合金元素を必要に応じて添加しても良く、あるいは、継手靱性の向上の目的のためにTi, B, Zr, 希土類元素, Mg等を必要に応じて添加しても良いが、強度、靱性の観点からCu: 1%以下、Ni: 3.7%以下、Nb: 0.02%以下が望ましい。

#### 【0013】

【作用】発明者らは、疲労亀裂の進展機構を研究する過程で、疲労亀裂伝播が亀裂先端の塑性域進展と密接な関係にあり、亀裂先端に生じるすべり変形が繰り返されて次第に亀裂として進展することを突き止めた。更に、疲労亀裂先端にすべり変形しにくい領域が存在すると疲労亀裂が伝播しにくいことを明らかにした。この現象は、特開平3-29135号公報で開示されている「板厚方向に単調(一定勾配で)かつ連続的な強度勾配を付与することにより、亀裂先端に蓄積される塑性歪範囲を徐々に減少させて疲労亀裂の進展を阻止しようとする技術とは異なり、巨視的に急激な降伏強度を変化させたすべり変形のしにくい領域を亀裂先端全面に存在させ、塑性歪を受ける領域を亀裂進展方向から分散させてしまうことにより生ずるものである。

【0014】発明者らは、この知見を更に微視的な疲労亀裂の伝播制御に応用できると考え、微視組織の中に母相組織より降伏強度の高い相を分散させた混粒組織を試作し、降伏強度の高い相と母相の境界を疲労亀裂が通過する挙動を詳細に観察した。その結果、微視的組織でも疲労亀裂が降伏強度の高い領域に達するとすべり変形が抑制され疲労亀裂の伝播が大幅に遅延することが知見された。図1には、亀裂先端に20μm程度の範囲にわたり硬さの高い第二相が存在した時、そこに亀裂が伝播していく過程で要した繰返し数の比較を示す。硬さHvの差が30%以上あれば亀裂進展の障害になることが知見された。

【0015】微視的に硬さの差異を確保するためにはセ

7

メンタイト相やマルテンサイト相を分散させることにより実現できる。再現熱サイクル試験によりオーステナイト化した後、急冷させてラス状組織としたサンプルに種々の第二サイクルを付与して、島状マルテンサイトの形態を変化させて作製したサンプルを用いて疲労試験を実施した。その結果、図2に示すようにマルテンサイトの長さが $20\mu\text{m}$ 以下の場合には亀裂が単にマルテンサイトを回り込むように伝播しただけで、伝播速度は遅延しなかった。 $20\mu\text{m}$ 以上の場合には、亀裂進展が停滞し、図2に示すように、伝播遅延効果が認められた。また、マルテンサイト形状のアスペクト比（縦長／横幅）が2程度の時は、マルテンサイトの長さが $20\mu\text{m}$ 以上であっても、マルテンサイトとマトリックスの界面にそって亀裂が伝播し、遅延効果は得られず、図3に示すように、アスペクト比で4以上の形態の必要ことが知見された。

【0016】本発明にかかる鋼材、すなわち微視的に降伏強度の異なる相から構成される微視組織を有する鋼板を製造する手段は、何等限定を要するものではないが、工業的に容易に低コストで実施できる製造方法として、化学成分と縞状組織の関係を種々検討した。その結果、

8

縞状組織の発達程度を示す指標である $A03$ が $A03 = 0.9\%Cr - 10.5\%Mo + 7.4\%Ni + 7.5\%Mn - 12.7\%Si > 0$ であれば、マイクロ偏析の生成が容易となり、更に $Si$ 量を $0.2\%$ 以上確保すればマルテンサイトの生成が容易となることを知見した。

【0017】この成分系において、縞状組織の発達があっても材質特性を確保できるように未再結晶域で圧延し、その後マイクロ偏析を助長できる時間を与えるために徐冷し、成分の濃縮した $\gamma$ 域を生成せしめたのち、加速冷却するとその部分がマルテンサイト変態しやすくなり、アスペクト比が4以上で長さが $200\mu\text{m}$ 以上の縞状マルテンサイトを生成できることを知見したのである。尚、上記効果を工業的に発揮させるためには少なくとも鋼板板厚方向の断面組織で $50\%$ 以上の面積率が必要であった。

【0018】

【実施例】実施例の供試鋼の成分を表1に、製造条件および得られた材質を表2に比較例と共に示す。

【0019】

【表1】

表1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	N	Cu	Ni	Ar <sub>3</sub>	Ar <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	Ceq	Ac <sub>1</sub>	Ar <sub>3</sub>
1	0.158	0.20	1.17	0.005	0.009	0.031	0.012	0.006	—	0.0028	—	—	716	838	0.361	716	731	731
2	0.120	0.30	1.31	0.005	0.008	0.036	0.015	0.013	—	0.0030	—	—	718	853	0.350	718	739	739
3	0.093	0.26	1.36	0.006	0.003	0.030	—	—	—	0.0034	—	—	721	860	0.330	716	745	745
4	0.070	0.27	1.37	0.007	0.001	0.028	0.015	0.007	0.0005	0.0030	—	3.3	609	818	0.392	660	634	634
5	0.096	0.22	1.48	0.009	0.003	0.024	0.017	—	—	0.0035	—	—	708	857	0.351	714	735	735
6	0.050	0.12	1.46	0.007	0.003	0.041	0.017	—	0.0008	0.0030	0.5	0.5	693	862	0.344	702	723	723
7	0.150	0.08	1.40	0.007	0.002	0.031	0.016	0.006	—	0.0033	—	0.9	661	821	0.409	695	693	693

【表2】

表2-1

11

試験 区分	鋼 種	製造 厚み (mm)	粗 圧 延		仕 上 げ 圧 延			仕上げ圧延後の冷却		熱 処 理		製品 板厚	
			加熱 温度 (°C)	(°C)	開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	移送厚 (mm)	Ar <sub>3</sub> -50°C までの冷却 (°C/秒)	Ar <sub>3</sub> -50°C からの冷却 (°C/秒)	温度 (°C)	時間 (分)		
1	1	200	1150	1100	920	80	120	790	730	1	4	—	25
2	1	150	1050	1000	910	30	105	790	760	1	4	—	25
3	1	250	1050	990	920	30	175	790	770	1	4	530	25
4	2	220	1150	1100	930	60	88	790	760	1	4	—	16
5	2	150	1150	1100	800	40	—	790	755	1	4	—	20
6	2	280	1050	990	790	30	—	790	750	1	4	540	15
7	2	280	1150	1100	950	60	112	790	750	1	4	—	25
8	3	120	1150	1100	910	30	84	790	760	1	4	—	25
9	4	280	1150	1100	960	60	112	790	700	1	4	—	50
10	5	280	1150	1100	850	80	110	790	750	1	4	—	20
11	6	150	1150	1100	945	20	120	790	750	1	4	—	35
12	1	120	1150	1100	950	70	36	790	730	1	4	—	25
13	1	150	1050	1000	930	50	75	790	760	4	4	—	25
14	1	250	1050	990	920	60	100	790	770	1	1	—	25
15	2	220	1150	1100	950	60	88	850	820	1	4	—	16
16	2	150	1150	1100	980	30	105	790	755	空冷	空冷	—	20
17	7	150	1150	1100	800	60	60	790	750	1	4	—	20

比較例

12

【表3】



表2-2

試験 区分	試験 番号	第二相の状態				母相の組織		鋼板の機械的性質				表面亀裂伝播 疲労試験 $\Delta\sigma=240\text{MPa}$ での破断寿命 Nf $\times 10^6$		廻し溶接部 の疲労試験 $2 \times 10^6$ 回 の疲労強度	
		長さ	硬さ	アスペクト比	分布状態	面積率 (%)	硬さ	各部位の 降伏強度(MPa)	第二相と 母相の降 伏強度比	降伏強度 (MPa)	引張 強度	伸び	引張 強度	破断寿命 (Nf $\times 10^6$ )	疲労強度
本 発 明	1	330	32	4	層状	8	169	690	1.95	517	625	28	7.97	274	
	2	270	80	10	層状	10	169	570	1.60	325	580	29	3.44	183	
	3	320	64	8	層状	7	169	673	1.89	477	604	28	6.95	255	
例	4	310	56	7	層状	25	170	654	1.82	437	541	28	5.97	231	
	5	305	96	12	層状	12	167	640	1.82	423	529	31	5.74	226	
	6	330	48	6	層状	6	170	690	1.94	515	636	32	7.89	276	
例	7	330	40	5	層状	13	164	693	2.01	529	669	28	8.52	293	
	8	305	64	8	層状	15	155	641	1.97	450	570	28	6.82	247	
	9	305	72	9	層状	40	167	640	1.82	424	573	31	5.77	233	
例	10	350	96	12	層状	21	168	745	2.08	607	758	31	10.70	353	
	11	330	80	10	層状	12	156	690	2.12	550	714	29	9.64	322	
	12	330	15	3	斑状	10	169	693	1.95	517	655	22	1.20	185	
比較 例	13	-	-	-	なし	0	169	-	-	360	490	22	0.60	173	
	14	-	-	-	なし	0	169	-	-	364	495	27	0.70	174	
	15	330	18	3	斑状	17	170	695	1.94	516	639	32	1.30	186	
例	16	-	-	-	なし	0	167	-	-	362	463	24	0.60	172	
	17	240	25	4	斑状	7	195	502	1.23	360	450	11	2.29	191	

【0022】疲労特性を評価するために、試験片幅80mm、曲げスパン220mm、試験片中央に高さ2mmの突起をつけ、そこに切り欠きを施すことにより、疲労亀裂発生を容易にして疲労亀裂伝播特性を抽出する工夫をした表面疲労亀裂伝播試験をピーチマーク法を適用して実施し、板厚方向への亀裂伝播速度を測定した。さらに、試験片幅80mmの試験板中央に廻し溶接を施工し、軸力による疲労試験を実施し、 $2 \times 10^6$ 回の疲労強度を求めた。本発明例である試験番号1～12は母相内に硬い第

二相が層状に存在しており、比較例より破断寿命、廻し溶接継手部での $2 \times 10^6$ 回の疲労強度も向上している。一方、比較例12は未再結晶域の圧下量が50%以下のため、第二相が所定の形状とならずに、本発明例より疲労特性が劣化している。比較例13は、所定の圧延まで適用したが、その後の冷却開始温度が高すぎ、所定の冷速を得られなかったため、相全体がペーナイト状になり疲労特性は本発明例のレベルには達しなかった。比較例14は、所定の圧延後、Ar<sub>3</sub>-50℃からの冷却

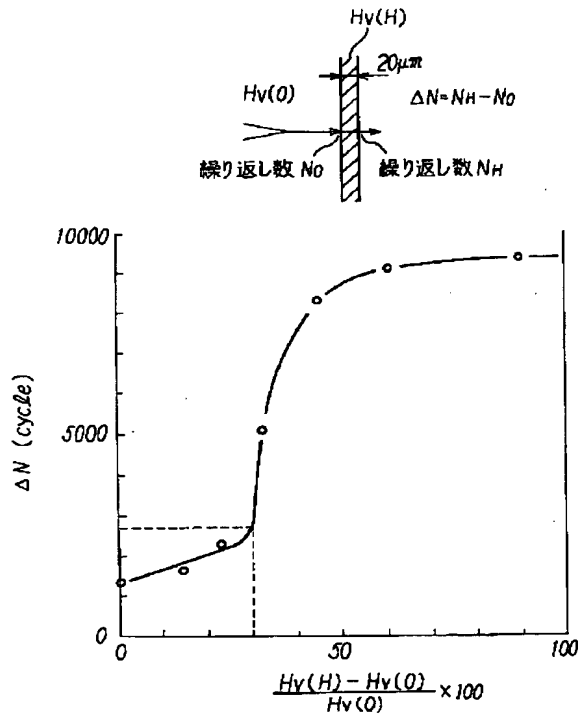
15

速度が小さすぎ、成分濃縮域がマルテンサイト変態せず、母相より硬い第二相を得ることができなかった。比較例 15 は、圧延後の冷却は、所定の条件で実施したものの、圧延温度域が高く未再結晶域圧延が実施できなかった。このため、硬い第二相は生成したものの、所定の形状とはならず、疲労特性も本発明例より劣っていた。また、比較例 16 は圧延後空冷したため硬い第二相は得られなかった。更に、比較例 17 は Si 含有量が 0.2 % 以下であり、マルテンサイトの生成がしにくく第二相の硬さが母相の 20 % しか上昇せず、期待した効果は得られなかった。

## 【0023】

【発明の効果】例えば船体の縦通肋骨や海洋構造物のように、その表面から疲労亀裂が発生・伝播する大型構造物に対し、本発明にかかる銅板を使用することにより、

【図 1】



16

設計面および施工面での特別な配慮を必要とせずに、高い疲労亀裂伝播阻止性能を前記大型構造物に付与することが可能となった。したがって、前記大型構造物をコストの上昇を伴わずに、十分に確保することが可能となり、当業分野はもちろん、関連分野にもたらす効果が大い。

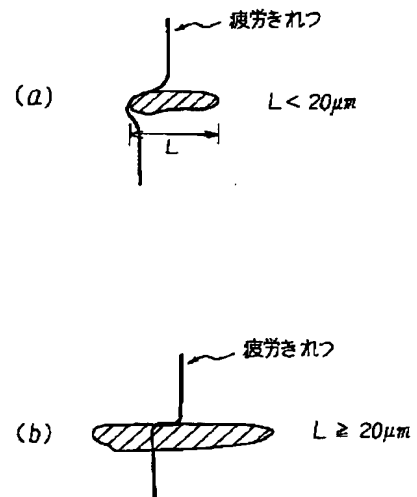
## 【図面の簡単な説明】

【図 1】 疲労亀裂伝播遅延現象に及ぼす硬さの差の影響の図表。

【図 2】 (a), (b) は疲労亀裂伝播挙動に及ぼす第二相（母相より硬さの高い相）の長さの影響の模式図。

【図 3】 (a), (b), (c) は疲労亀裂伝播遅延現象に及ぼす第二相の形状（アスペクト比）の影響の図表。

【図 2】



【図3】

